

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 11-101607

(43)Date of publication of application : 13.04.1999

(51)Int.Cl.

G01B 7/30

C22C 38/00

H01F 1/053

(21)Application number : 09-279726

(71)Applicant : ALPS ELECTRIC CO LTD
INOUE AKIHISA

(22)Date of filing : 25.09.1997

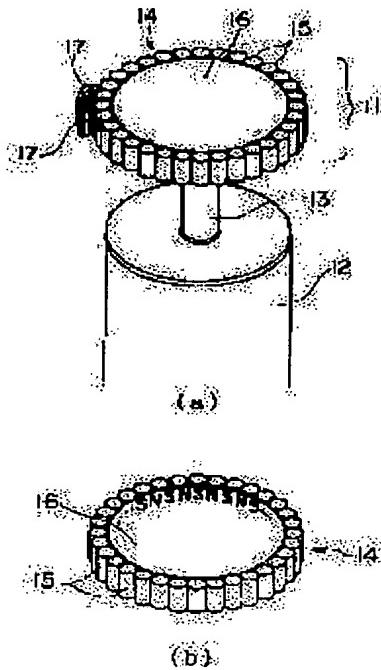
(72)Inventor : KOJIMA AKINOB
MAKINO TERUHIRO
HATAUCHI TAKASHI
YAMAMOTO YUTAKA
TOKUNAGA ICHIRO
INOUE MITSUMASA
INOUE AKIHISA

(54) ANGLE SENSOR

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a low-cost angle sensor provided with a magnet formed of a hard magnetic material with an excellent hard magnetic characteristic and an excellent temperature characteristic.

SOLUTION: The angle sensor is provided with a magnet 15 formed of a hard magnetic material, and a detecting part 17 for detecting the change of magnetic flux from the magnet 15. The hard magnetic material is formed of an alloy containing one kind of element T or more out of Fe, Co, Ni and one kind of element R or more out of rare earth elements, and B, and the absolute value of a temperature coefficient of magnetization used in shape where a permeance coefficient is 2 or more is 0.1%/K or less in a temperature range from room temperature to 80° C, and the rate (I_r/I_s) of remnant magnetization (I_r) to saturation magnetization (I_s) is 0.6 or more.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 19.02.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number] 3515339

[Date of registration] 23.01.2004

[Number of appeal against examiner's decision of

[rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平11-101607

(43)公開日 平成11年(1999)4月13日

(51) Int.Cl.⁶
 G 01 B 7/30
 C 22 C 38/00
 H 01 F 1/053

識別記号
 101
 303

F I
 G 01 B 7/30
 C 22 C 38/00
 H 01 F 1/04

101 B
 303 D
 H

審査請求 未請求 請求項の数6 FD (全14頁)

(21)出願番号 特願平9-279726

(22)出願日 平成9年(1997)9月25日

(71)出願人 000010098
 アルプス電気株式会社
 東京都大田区雪谷大塚町1番7号
 (71)出願人 591112625
 井上 明久
 宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川
 内住宅11-806
 (72)発明者 小島 章伸
 東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルプ
 ス電気株式会社内
 (74)代理人 弁理士 志賀 正武 (外11名)

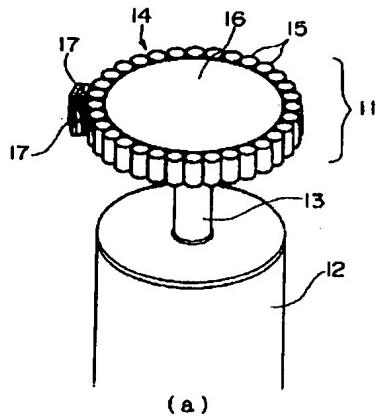
最終頁に続く

(54)【発明の名称】角度センサ

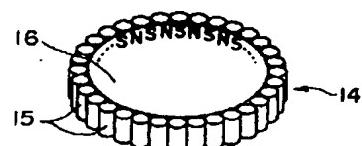
(57)【要約】

【課題】低成本で優れた硬磁気特性を少なくとも有し、さらには優れた温度特性を有する硬磁性材料からなる磁石を備えた角度センサを提供する。

【解決手段】硬磁性材料からなる磁石15と、磁石15からの磁束の変化を検出する検出部17とを備えた角度センサであって、硬磁性材料は、Fe、Co、Niのうちの1種以上の元素Tと、希土類元素のうちの1種以上からなる元素Rと、Bとを含む合金からなり、バーミアンス係数が2以上となる形状で使用したときの磁化の温度係数の絶対値が室温から80°Cの温度範囲において0.1%/K以下であり、かつ飽和磁化(I_s)に対する残留磁化(I_r)の割合(I_r/I_s)が、0.6以上であることを特徴とする角度センサを採用する。



(a)



(b)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 硬磁性材料からなる磁石と、該磁石からの磁束の変化を検出する検出部とを備えた角度センサであって、

前記硬磁性材料は、Fe、Co、Niのうちの1種以上の元素Tと、希土類元素のうちの1種以上からなる元素Rと、Bとを含む合金からなり、バーミアンス係数が2以上となる形状で使用したときの磁化の温度係数の絶対値が室温から80°Cの温度範囲において0.1%/K以下であり、かつ飽和磁化(I_s)に対する残留磁化(I_r)の割合(I_r/I_s)が、0.6以上であることを特徴とする角度センサ。

【請求項2】 請求項1に記載の角度センサであって、前記硬磁性材料は、残留磁化(I_r)が90emu/g以上であり、かつ保磁力が2kOe以上であることを特徴とする角度センサ。

【請求項3】 請求項1または請求項2に記載の角度センサであって、前記硬磁性材料は、合金浴湯を急冷して得られた非晶質相を主相とする合金を熱処理して得られる粒径100nm以下の微細な結晶質相を主相とすることを特徴とする角度センサ。

【請求項4】 請求項1～3のいずれかに記載の角度センサであって、前記硬磁性材料は、合金浴湯を急冷して得られた非晶質相を主相とする合金の粉末を、熱処理することにより、結晶化と同時に固化成形された圧密体であることを特徴とする角度センサ。

【請求項5】 請求項3または請求項4に記載の角度センサであって、前記熱処理する際の昇温速度が10°C/分以上であり、熱処理温度が600～800°Cであり、保持時間が1～60分であることを特徴とする角度センサ。

【請求項6】 請求項1～5のいずれかに記載の角度センサであって、前記硬磁性材料は、下記組成式で表されることを特徴とする角度センサ。

T_xM_yR_zB_w

ただし、TはFe、Co、Niのうち1種以上の元素を表わし、MはZr、Nb、Ta、Hfのうち1種以上の元素を表わし、Rは希土類元素のうち1種以上の元素を表わすとともに、組成比を示すx、y、z、wは原子%で、86≤x≤92、0.5≤y≤3、3≤z≤7、3≤w≤7である。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、硬磁性材料を備えた角度センサに関するものである。

【0002】

【従来の技術】一般に角度センサは、回転軸と、該回転軸に備えられた硬磁性材料からなる磁石であるロータと、この磁石からの磁束の変化量を検出して回転軸の回転量を検出する検出部とから構成されている。また、ロ

ータが強磁性体からなる角度センサの場合には、この強磁性体に磁束を印加するための硬磁性材料からなる磁石が備えられている。従来まで、このような角度センサの硬磁性材料としては、フェライト磁石、アルニコ磁石(A1-Ni-Co-Fe系磁石)、Sm-Co系磁石、Nd-Fe-B系磁石等が用いられてきた。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】しかし、Sm-Co系磁石やNd-Fe-B系磁石を備えた角度センサは、磁石に10原子%以上のNd、または8原子%以上のSmを含み、高価な希土類元素の使用量が多いために、角度センサの製造コストが高くなってしまうという課題があった。また、Nd-Fe-B系磁石を備えた角度センサは、磁石の温度による磁気特性の変化が大きいために、角度センサの出力にドリフトが発生し、角度センサとして使用できないという課題があった。更に、ゴムやプラスチックの結合材と混合して圧縮成形又は射出成形により成形されたボンド磁石は、結合材が存在するために、磁性体密度が相対的に低下し、硬磁気特性が低下してしまう。また、結合材の耐熱性が低いために、高温で使用する角度センサに使用できないという課題もあった。

【0004】一方、フェライト磁石を備えた角度センサは、希土類元素を含む磁石に比べて磁石の製造コストは低いものの、磁化の温度係数の絶対値が大きいために、角度センサの出力にドリフトが発生し、角度センサとして使用できないという課題があった。また、アルニコ磁石(A1-Ni-Co-Fe系磁石)は、磁化の温度係数の絶対値が小さく、製造コストが低いものの、保磁力が小さいために、角度センサに実用が困難であった。

【0005】本発明は上述の課題を解決するためになされたもので、低コストで優れた硬磁気特性を少なくとも有し、さらには優れた温度特性を有する硬磁性材料からなる磁石を備えた角度センサを提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するために、本発明は以下の構成を採用した。本発明の角度センサは、硬磁性材料からなる磁石と、該磁石からの磁束の変化を検出する検出部とを備えた角度センサであって、前記硬磁性材料は、Fe、Co、Niのうちの1種以上の元素Tと、希土類元素のうちの1種以上からなる元素Rと、Bとを含む合金からなり、バーミアンス係数が2以上となる形状で使用したときの磁化の温度係数の絶対値が室温から80°Cの温度範囲において0.1%/K以下であり、かつ飽和磁化(I_s)に対する残留磁化(I_r)の割合(I_r/I_s)が、0.6以上であることを特徴とする。

【0007】また、本発明に係る硬磁性材料は、保磁力5000e以下のソフト磁性相と保磁力5000e以上のハード磁性相とをそれぞれ10vol(体積)%以上

含む合金からなることを特徴とする。また、本発明に係る硬磁性材料は、キュリー温度が600°C以上の磁性相とキュリー温度が600°C以下の磁性相とをそれぞれ10v o 1(体積)%以上含む合金からなることを特徴とする。

【0008】本発明の角度センサは、先に記載の角度センサであって、前記硬磁性材料の残留磁化(I_r)が90emu/g以上であり、かつ保磁力が2kOe以上であることを特徴とする。また、本発明の角度センサは、先に記載の角度センサであって、前記硬磁性材料は、合金浴湯を急冷して得られた非晶質相を主相とする合金を熱処理して得られる粒径100nm以下の微細な結晶質相を主相とすることを特徴とする。また、本発明の角度センサは、先に記載の角度センサであって、前記硬磁性材料は、合金浴湯を急冷して得られた非晶質相を主相とする合金の粉末を、熱処理することにより、結晶化と同時に固化成形された圧密体であることを特徴とする。

【0009】更に、本発明の角度センサは、先に記載の角度センサであって、前記熱処理する際の昇温速度が10°C/分以上であり、熱処理温度が600~800°Cであり、保持時間が1~60分であることを特徴とする。更に、本発明の角度センサは、先に記載の角度センサであって、前記硬磁性材料は、下記組成式で表されることを特徴とする。

T_xM_yR_zB_w

ただし、TはFe、Co、Niのうち1種以上の元素を表わし、MはZr、Nb、Ta、Hfのうち1種以上の元素を表わし、Rは希土類元素のうち1種以上の元素を表わすとともに、組成比を示すx、y、z、wは原子%で、86≤x≤92、0.5≤y≤3、3≤z≤7、3≤w≤7である。また、上記組成の非晶質相を主相とする合金にSiをT元素置換で0.5~5原子%添加した合金を用いても良い。

【0010】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を図面を参照して説明する。本発明の角度センサは、硬磁性材料からなる磁石と、該磁石からの磁束の変化を検出する検出部とから構成されている。

【0011】図1(a)は、本発明に係る角度センサをロータリーエンコーダ11に用いた例を示すものであって、このロータリーエンコーダ11は、回軸13に連結された本発明に係る硬磁性材料からなる複数の円柱状の磁石15、15…と回軸ドラム16とからなるロータ14と、ロータ14の外周面に離間して配置された検出部17とから構成されている。磁石15、15…と回軸ドラム16との接合は、例えば接着剤等によって接合される。また、回軸ドラム16の材質は、特に磁性材料に限られるものではなく、例えば金属材料等を使用することができます。硬磁性材料からなる磁石15は、図1(b)に示すように、バーミアンス係数が約2以上とな

る形状に成形された円柱状のものであり、回軸ドラム16の円周に沿ってN S極が交互に並ぶように配置されている。また、この磁石15は、磁化の温度係数の絶対値が室温から80°Cの範囲において0.1%/K以下のものである。検出部17は、ロータ14からの磁束の変化を検出できるものであれば、どのようなものでも用いることができるが、例えば、ホール素子、磁気抵抗素子、磁気インピーダンス効果素子等を用いることができる。また、回軸13はモータ12に連結されている。更に、検出部17は、図示しない計測部に接続されている。

【0012】モータ12が回転するとロータ14が同時に回転し、このとき、ロータ14にはその円周に沿って硬磁性材料からなる磁石15、15…が複数配置されているので、検出部17に印加されるロータ14からの磁束の向きが変化し、この磁束の変化に相当する出力信号(電圧の変化量、電流の変化量等)が検出部17から計測部に送られ、モータ12の回転量が計測される。

【0013】本発明の角度センサに備えられる硬磁性材料は、Fe、Co、Niのうち1種以上の元素Tと、希土類元素のうちの1種以上からなる元素Rと、Bとを含む合金からなり、バーミアンス係数が2以上となる形状で使用したときの磁化の温度係数の絶対値が、室温(25°C)から80°Cの温度範囲において0.1%/K以下であり、飽和磁化(I_s)に対する残留磁化(I_r)の割合(I_r/I_s)が、0.6以上のものである。

【0014】ところで、磁石材料の特性は、ヒステリシス曲線の第2象限の部分、すなわち減磁曲線によって表される。着磁後の磁石材料は、自身の残留磁化がつくる逆向きの磁界、即ち反磁界の下にあるので、その動作点(材料の磁束密度(B)と減磁界(H))は、減磁曲線上の一点pによって与えられる。ここでB/μ₀Hの値(無次元の数)をバーミアンス係数(p)、pと原点O間の線(OP)をバーミアンス線とよぶ。このバーミアンス係数(p)あるいはバーミアンス線は、磁石の形状に依存し、磁化方向の長さが短くなると、小さくなり、長くなると大きくなるものであり、例えば、p=1.5のものは円盤形であり、p=10のものは角柱形である。バーミアンス係数(p)と反磁界係数(N)との間には、下記式(I)

$$p = (1 - N) / N \quad \dots (I)$$

で示される関係がある。従って、減磁曲線と磁石材料の形状が与えられると、その動作点(B, H)は決定される。その磁石材料が外部につくる静磁界のエネルギー(U)は、下記式(II)

$$U = BHV / 2 \quad \dots (II)$$

(式中、Vは磁性材料の体積)

で与えられる。磁石材料の形状が変化すると、反磁界、すなわちバーミアンス線が変化するので、動作点pが変化し上記Uの値が変化する。途中ある動作点p₀でUの

値が最大となり、そのときの(BH)の積が最大磁気エネルギー積((BH)_{max})である。

【0015】本発明の角度センサには、温度変化に起因して出力にドリフトが生じるのを防止するために、温度特性が優れるものすなわち磁化の温度係数の絶対値が小さい硬磁性材料を用いることが好ましく、本発明に係る硬磁性材料は、上述のようにパーミアンス係数が2以上となる形状で使用したときの磁化の温度係数の絶対値が、室温(25°C)から80°Cの温度範囲において0.1%/K以下と小さいので、角度センサの出力のドリフトを低減することができる。

【0016】従って、本発明に係る硬磁性材料は、Nd-F_e-B系磁石よりも磁化の温度係数の絶対値を小さくすることができるので、従来のNd-F_e-B系磁石を用いた角度センサよりも出力のドリフトを低くすることができます。更に、本発明に係る硬磁性材料は、アルニコ磁石より保磁力が大きく、また、従来から温度特性が良好なものとして使用されているSm-Co系磁石よりも安価である。本発明に係る硬磁性材料は、特に、後述するようにSiをT元素置換で0.5~5原子%添加あるいはT元素中にCoが0.5~20%含まれるようにすることにより、温度特性が優れた硬磁性材料を好適に実現することができる。

【0017】また、本発明の硬磁性材料は、保磁力500Oe以下のソフト磁性相と保磁力500Oe以上のハード磁性相とをそれぞれ10vol(体積)%以上含むものであってもよい。このように保磁力500Oe以下のソフト磁性相と保磁力500Oe以上のハード磁性相を上述の範囲で含んでいるとソフト磁性相とハード磁性相の中間の特性を備えることができる点で好ましい。保磁力500Oe以下のソフト磁性相が10vol(体積)%未満であると、ハード磁性相に必要なNdなどが多くなり、また、残留磁化も低下するので好ましくない。また、保磁力500Oe以上のハード磁性相が10vol(体積)%未満であると、保磁力が低くなるため好ましくない。保磁力500Oe以下のソフト磁性相の好ましい含有量は20~60vol(体積)%であり、保磁力500Oe以上のハード磁性相の好ましい含有量は40~80vol(体積)%である。

【0018】また、本発明の硬磁性材料は、キュリー温度が600°C以上の磁性相とキュリー温度が600°C以下の磁性相とをそれぞれ10vol(体積)%以上含むものであってもよく、このようにキュリー温度が600°C以上の磁性相とキュリー温度が600°C以下の磁性相を上述の範囲で含んでいるとソフト磁性相とハード磁性相の中間の特性を備えることができる点で好ましい。それは、bcc-F_e相のキュリー温度は770°C付近であり、R₂F_e₁B相のキュリー温度が315°C付近であることから、本発明の硬磁性材料が磁化に関与する相であるソフト磁性相とハード磁性相との2相を有するた

めには、キュリー温度が600°C以上の磁性相とキュリー温度が600°C以下の磁性相とを含む必要がある。キュリー温度が600°C以上の磁性相が10vol(体積)%未満であると、比較的高いパーミアンスで使用したときの磁化の温度変化が大きくなるため好ましくない。また、キュリー温度が600°C以下の磁性相が10vol(体積)%未満であると、ハード磁性相が少なくなるため、保磁力が低くなり好ましくない。キュリー温度が600°C以上の磁性相の好ましい含有量は、20~60vol(体積)%であり、キュリー温度が600°C以下の磁性相の好ましい含有量は40~80vol(体積)%である。

【0019】また、本発明の硬磁性材料は、平均結晶粒径100nm以下の微細結晶質相を主体として含んでおり、この微細結晶質相には、平均結晶粒径100nm以下のbcc-F_e相と、平均結晶粒径100nm以下のR₂F_e₁B相が析出している。更に、本発明の硬磁性材料は、上記のbcc-F_e相とR₂F_e₁B相の微細結晶質相と、残留した非晶質相とのナノ複相組織を形成している。また、本発明の硬磁性材料は、上記の構成の合金浴湯を急冷することにより得られた非晶質相を主体とする合金が熱処理されてなるものである。さらに、本発明に係る硬磁性材料は、保磁力が2kOe以上のものであることが好ましい。上述のような硬磁性材料中の結晶質相の平均結晶粒径、および各相中における各原子の濃度の制御は、非晶質合金を熱処理して硬磁性材料を得る際の熱処理条件を制御することによって実現できる。熱処理条件としては、昇温速度、熱処理温度(アニール温度)及びその保持時間などである。

【0020】本発明に係る硬磁性材料は、以下の組成式で表すことができる。



上記組成式中のTはFe、Co、Niのうち1種以上の元素を表す。これらの元素は、本発明に係る硬磁性材料の主成分であり、磁性を担う元素であり、90emu/g以上の残留磁化(I_r)を実現するために、Tの濃度は50原子%以上とする必要がある。また、100emu/g以上の残留磁化(I_r)を得るために、Tの濃度を80原子%以上とするのが好ましい。Tの組成比xを増加させると、それに伴って飽和磁化(I_s)が増加する。120emu/g以上の高い残留磁化(I_r)を実現するためには、飽和磁化(I_s)が少なくとも130emu/gは必要であり、これを満たすにはTの濃度は86原子%以上92原子%以下であるのが望ましい。本発明の硬磁性材料においては、元素Tの少なくとも一部としてFeが含まれていることが必要である。また、少なくとも元素Tのうち、Feが50%以上含まれていることが好ましい。

【0021】上記組成式中のMはZr、Nb、Ta、Hfのうち1種以上の元素を表し、これらの元素は非晶

質形成能が高いものである。本発明に係る硬磁性材料において、Mを添加することにより、希土類元素(R)が低濃度の場合も非晶質相を形成することができる。希土類元素(R)置換で元素Mの組成比yを増加させると、それに伴って残留磁化(I_r)は増加するが、保磁力(iHc)が低下し、硬磁気特性から軟磁気特性へと変化する。また、磁性を担う元素(T)置換で非晶質形成元素(M)を増加させると、飽和磁化(I_s)、残留磁化(I_r)の減少が生じる。従って、元素Mの添加量は10原子%を上限とし、良好な硬磁気特性を得るために、0.5原子%以上3原子%以下の範囲とするのが好ましく、より好ましくは1.5原子%以上2.5原子%以下とするのが望ましい。

【0022】上記組成式中のRは希土類金属(S_c、Y、La、Ce、Pr、Nd、Pm、Sm、Eu、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm、Yb、およびLu)のうちの1種以上の元素を表わす。RとFeとBとを含む非晶質合金を600～900°Cの範囲の適切な温度で加熱したときに析出する金属間化合物R₁Fe₁B₁は、本発明の材料に優れた硬磁気特性を付与するものであり、Rの添加量は10原子%以下とするのが好ましい。Rの組成比zを増加させると、それに伴って飽和磁化(I_r)が減少する。100emu/g以上の高い残留磁化(I_r)を得るために、飽和磁化(I_s)が少なくとも130emu/gは必要であり、これを満たすにはRの濃度(z)は10原子%以下であることが望ましい。またRは非晶質を形成し易い元素であり、Rの組成比が小さ過ぎると良好な非晶質相または微細結晶相を得られないため、Rの濃度としては3原子%以上するのが望ましい。さらにRの一部または全部をNdおよび/またはPrで構成すると、さらに高い硬磁気特性が得られる。

【0023】上記組成式中のBは、非晶質を形成し易い元素である。またFeとBとを含む非晶質相を、600～900°Cの範囲の適切な温度で熱処理したときに析出する化合物R₁Fe₁B₁は、本発明の材料に硬磁気特性を付与するものである。良好な非晶質相または微細結晶質相を得るために、Bの濃度を3原子%以上とするのが望ましいが、Bの組成比(w)の増加に伴って飽和磁化(I_s)、残留磁化(I_r)、および保磁力(iHc)が減少するので、良好な硬磁気特性を得るために、Bの濃度は20原子%以下、好ましくは7原子%以下、より好ましくは5原子%以下するのが望ましい。

【0024】また、本発明の硬磁性材料において、T元素中にFe以外にCoが含まれるようすれば、バーミアンス係数が2以上となる形状で使用したときの磁化の温度係数の絶対値を小さくすることができる点で好ましい。その理由は、T元素中にCoが含まれているとキュリー温度が上昇するので、磁化や保持力の温度変化が小さくなり、また、磁化の角型比が高くなるため磁気特性

の温度変化が小さくなり、さらに、このCoはbcc-Fe相にも固溶されるので、残留磁化の温度変化が小さくなるからである。Coの含有量は、多過ぎると磁気特性を劣化させるので、好ましくは50原子%以下、より好ましくは0.5原子%以上30原子%以下、さらに好ましくは0.5原子%以上20原子%以下の範囲とされ、合金の組成や熱処理条件等に応じて適宜設定するのが好ましい。

【0025】また、本発明の硬磁性材料において、SiをT元素置換で添加すれば、磁気特性、特に保磁力(iHc)、および最大磁気エネルギー積((BH)_{max})をさらに向上させることができ、また、バーミアンス係数が2以上となる形状で使用したときの磁化の温度係数の絶対値を低くすることができる。Siの添加量は、多過ぎるとT元素の組成比が低くなるために硬磁性材料の磁気特性がかえって低下するので、好ましくは0.5原子%以上5原子%以下、より好ましくは0.5原子%以上3原子%以下の範囲とされ、合金の組成や熱処理条件等に応じて適宜設定するのが好ましい。

【0026】つぎに、本発明に係る硬磁性材料は、以下のようにして製造することができる。まず、非晶質相を主体とする合金を得る方法は、回転ドラムに合金浴湯を吹き付けて急冷して薄帯状に形成する方法、合金浴湯を冷却用気体中に噴出して液滴状態で急冷して粉末状に形成する方法などの液体急冷法、あるいはスパッタリングやCVD法による方法等を用いることができる。また、上記非晶質合金に対する熱処理は、任意の加熱手段を用いて行なうことができ、例えば本発明の硬磁性材料からなる圧密体を得る場合には、まず非晶質合金を粉末状にし、その合金粉末をホットプレスにより加圧成形すると同時に適切な昇温速度および熱処理温度(アニール温度)で熱処理する方法を好ましく用いることができる。

【0027】熱処理時の昇温速度は、10K/分以上、好ましくは100K/分以上の範囲で、非晶質合金の組成により好ましく設定される。熱処理時の昇温速度が10K/分未満であると、熱処理により合金中に析出する結晶粒が粗大化するため、ソフト磁性相(bcc(体心立方構造)-Fe)とハード磁性相(R₁Fe₁,B)の交換結合特性が低下し、硬磁気特性が劣化するため好ましくない。また、熱処理時の昇温速度を100K/分以上の範囲とすることにより、微細組織の均一化による特性向上や、熱処理工程や製造工程に要する時間の短縮化が可能となる。なお、昇温速度の上限としては、装置上の制約から、200K/分程度とされる。

【0028】熱処理時の熱処理温度(アニール温度)は、好ましくは600～800°C、より好ましくは650～750°Cの範囲、保持時間(熱処理時間)は好ましくは1～60分、より好ましくは2～5分の範囲で、非晶質合金の組成により好ましく設定される。熱処理温度が600°C未満であると、硬磁気特性を担うR₁Fe₁,

B相の析出量が少ないため十分な硬磁気特性が得られず、好ましくない。一方、熱処理温度が800°Cを越えると、他の析出物が析出して硬磁気特性が低下してしまうため好ましくない。

【0029】更に、角度センサに使用される硬磁性材料からなる磁石を製造する場合の熱処理方法としては、上述のホットプレス法の他に、プラズマ焼結法を用いることができる。図2は、放電プラズマ焼結装置の一例の要部を示すもので、この例の放電プラズマ焼結装置は、筒型のダイ21と、このダイ21の内部に挿入される上パンチ22および下パンチ23と、下パンチ23を支え、後述するパルス電流を流す際の一方の電極ともなるパンチ電極24と、上パンチ22を下側に押圧し、パルス電流を流す他方の電極となるパンチ電極25と、上下のパンチ22、23に挟まれた原料粉末26の温度を測定する熱電対27を主体として構成されている。上述の上パンチ22及び下パンチ23のそれぞれが相互に対向する面には、得ようとする磁石の形状に対応した型が形成されている。更に、上述の放電プラズマ焼結装置の要部は、図示しないチャンバ内に収納されている。このチャンバは図示略の真空排気装置および雰囲気ガスの供給装置に接続されていて、上下のパンチ22、23の間に充填される原料粉末（粉粒体）26を不活性ガス雰囲気などの所望の雰囲気下に保持できるように構成されている。

【0030】前記構成の放電プラズマ焼結装置を用いて角度センサに備えられる磁石である圧密体を製造するには、成型用の原料粉末を用意する。この原料粉末26は、所定組成の非晶質合金を、溶製してから鋳造法により、あるいは単ロールもしくは双ロールによる急冷法によって、さらには液中紡糸法や溶液抽出法によって、あるいは高圧ガス噴霧法によって、パルク状、リボン状、線状体、粉末等の種々の形状として製造する工程と、粉末状以外のものは粉碎して粉末化する工程により得られる。

【0031】次に、所定の組成の原料粉末26を用意したならば、これを図2に示す放電プラズマ焼結装置の上下のパンチ22、23の間に投入し、チャンバの内部を減圧するとともに、パンチ22、23で上下から圧力を加えて成形すると同時に、例えば図3に示すようなパルス電流を原料粉末26に印加して加熱し、所望の形状の焼結体に形成する。この放電プラズマ焼結処理においては、通電電流により原料粉末26を所定の速度で素早く昇温することができ、また、通電電流の値に応じて原料粉末26の温度を厳格に管理できるので、ヒータによる加熱などよりも確かに正確に温度管理ができ、これにより予め設計した通りの理想に近い条件で焼結ができる。

【0032】プラズマ焼結法において、焼結温度は、原料粉末26を固化成形するために300°C以上とすることが必要であり、優れた硬磁気特性を得るために50

0°C以上、800°C以下の範囲とすることが好ましい。

【0033】本発明において、焼結を行う際の昇温速度は、遅い昇温速度では結晶相が析出生成するため、10°C/分以上とするのが好ましく、40°C/分以上とするのがより好ましい。また焼結の際の圧力については、加圧力が低すぎると焼結体を形成できないため、3t/cm²以上とするのが好ましい。

【0034】このようにして得られた圧密体は、原料粉末として用いられた非晶質合金と同じ組成を有するものであるから、室温で優れた硬磁気特性を有し、角度センサの磁石として使用することができる。

【0035】上述の角度センサは、Fe、Co、Niのうち1種以上の元素Tと、希土類元素のうちの1種以上からなる元素Rと、Bとを含む合金からなり、バーミアンス係数が2以上となる形状で使用したときの磁化の温度係数の絶対値が、室温（25°C）から80°Cの温度範囲で0.1%/K以下である硬磁性材料からなる磁石を備えており、この硬磁性材料は、従来のフェライトやNd-Fe-B系磁石よりも温度特性が同等かまたは優れているので、角度センサに使用した場合に温度変化に起因する出力のドリフトを防止することができる。また、磁石の形状を薄くすることが可能となるので、角度センサの形状を小型にすることができる。更に、上述の硬磁性材料は、飽和磁化（I_s）に対する残留磁化（I_r）の割合（I_r/I_s）が0.6以上あり、最大磁気エネルギー（(BH)_{max}）を大きくすることができるので、角度センサの検出精度を大幅に向上させることができる。

【0036】上述の角度センサは、残留磁化（I_r）が90emu/g以上であり、かつ保磁力が2kOe以上である硬磁性材料を備えているので、角度センサの検出精度を大幅に向上させることができる。

【0037】本発明に係る硬磁性材料は、平均結晶粒径100nm以下の微細結晶質相を主体として含んでおり、この微細結晶質相には、平均結晶粒径100nm以下のbcc-Fe相と、平均結晶粒径100nm以下のR₂Fe₁₄B相が析出しているので、ソフト磁性相（bcc（体心立方構造）-Fe）とハード磁性相（R₂Fe₁₄B）の交換結合特性が向上しており、残留磁化（I_r）、角型比（R_s）、保磁力（iHc）、最大磁気エネルギー積（(BH)_{max}）が増加し、優れた硬磁気特性が得られる。具体的には、残留磁化（I_r）が120emu/g以上の硬磁性材料、角型比（R_s）が0.6以上の硬磁性材料、保磁力（iHc）が2kOe以上の硬磁性材料、最大磁気エネルギー積（(BH)_{max}）が100kJ/m³を超える優れた硬磁性材料を実現することが可能となり、角度センサの検出精度を向上させることができる。

【0038】更に、上述の硬磁性材料を備えた角度セン

サは、希土類元素Rの含有量を少なくしても優れた硬磁気特性が得られるので、Sm-Co系磁石やNd-Fe-B系磁石を用いた角度センサよりも製造コストを低くすることができる。さらに、上述の角度センサに用いる硬磁性材料は、合金溶湯を急冷して得られた非晶質相を主相とする合金の粉末を、熱処理することにより、結晶化と同時に固化成形された圧密体であるので、自由な形状の磁石を容易に製造することが可能となり、角度センサの設計の自由度を向上させることができる。

【0039】

【実施例】

(実験例1) 以下のようにして、各種組成の急冷薄帯合金を熱処理して硬磁性材料を作製した。まず、アーク溶解法によりインゴットを作製し、Ar雰囲気中において回転しているCuロール上に、溶解した金属をスリット径約0.3mmの細幅ノズルから吹出すことにより、約20μmの厚さの急冷薄帯合金を作製した。次いで、得られた急冷薄帯合金を1×10⁻²Pa以下の赤外線イメージ炉中において、昇温速度180K/分で加熱し、アニール温度750°Cで約180秒間保持する条件で熱処理して得られる薄帯合金試料(実施例)を得た。ここで得られた薄帯合金試料の組成は、いずれも本発明の範囲内にあるFe₇₆Co₁₀Nb₂Pr₇B₅、Fe₇₆Co₁₀Nb₂Pr₇B₅、Fe₇₆Nb₂Pr₇B₅Si₂なる組成の薄*

* 帯合金であった。

【0040】 図4～図6には、得られた実施例の薄帯合金試料について、VSM(振動試料型磁力計)を用い、10kOeの印加磁場中及び真空中で室温～約220°Cにおける減磁曲線(第2象限)の測定結果を示す。図4～図6中、イはパーミアンス係数(p)が1.0(角柱形)である直線であり、ロはpが1.5(円盤形)である直線である。また、図7には、実施例の薄帯合金試料の磁気特性と温度との関係について、減磁曲線(第2象限)より求めた残留磁化(I_r)及び保磁力(iHc)の温度変化を示す。

【0041】 また、表1には、実施例の薄帯合金試料の室温での磁気特性を示す。なお、表1中、I_r/I_sは飽和磁化に対する残留磁化の割合(角型比)である。また、表2には、実施例の薄帯合金試料の室温～約490KにおけるI_r及びiHcの温度係数と、p=1.5、p=1.0となる形状としたときの室温～約490KにおけるI_rの温度係数を示す。更に、比較例として従来のフェライト磁石とNd-Fe-B系(Nd₂Fe₁₄B)

20 磁石の磁気特性と温度との関係を図8に合わせて示す。この従来の磁石のI_rの温度係数を表2に合わせて示す。

【0042】

【表1】

磁気特性(室温)

硬磁性材料の組成	I _s (emug ⁻¹)	I _r (emug ⁻¹)	iHc(kOe)	I _r /I _s
Fe ₇₆ Co ₁₀ Nb ₂ Pr ₇ B ₅	147.2	114.8	3.1	0.78
Fe ₇₆ Co ₁₀ Nb ₂ Pr ₇ B ₅	156.3	127.1	3.11	0.81
Fe ₇₆ Nb ₂ Pr ₇ B ₅ Si ₂	139.3	105.2	3.62	0.755

【0043】

【表2】

Ir及びiHcの温度係数(室温～約490K)

	硬磁性材料の組成	$d\text{Ir}/dT$ (%/K)	$d\text{iHc}/dT$ (%/K)	$P=1.5$ のとき dI/dT (%/K)	$P=10$ のとき dI/dT (%/K)
実施例	$\text{Fe}_{88}\text{Nb}_2\text{Pr}_5\text{B}_5$	-0.06	-0.43	-0.38	-0.12
	$\text{Fe}_{76}\text{Co}_{10}\text{Nb}_2\text{Pr}_7\text{B}_5$	-0.02	-0.28	-0.20	-0.10
	$\text{Fe}_{88}\text{Co}_{10}\text{Nb}_2\text{Pr}_7\text{B}_5$	-0.02	-0.36	-0.33	-0.08
	$\text{Fe}_{84}\text{Nb}_2\text{Pr}_7\text{Si}_2$	-0.02	-0.32	-0.17	-0.05
比較例	$\text{Fe}_{77}\text{Nd}_{15}\text{B}_8$	-0.16	-0.4	--	--
	$(\text{Fe}_{88}\text{Co}_{10})_{77}\text{Nd}_{15}\text{B}_8$	-0.11	-0.35	--	--
フェライト磁石	-0.18	--	--	--	--

【0044】図7及び表2から、実施例の薄帯合金試料ならびに比較例の磁石は、温度の上昇とともにIr及びiHcが減少する傾向が認められる。iHcの温度係数($d\text{iHc}/dT$)については、実施例の $\text{Fe}_{88}\text{Nb}_2\text{Pr}_5\text{B}_5$ なる組成の試料が-0.43%/Kであり、比較例のNd-Fe-B系磁石の値(-0.43%/K)に近い値であるが、CoやSiを添加した実施例の薄帯合金試料では-0.28～-0.36%/Kと比較例のNd-Fe-B系磁石よりも小さい値であることが認められる。このようにCoを添加することによりiHcの温度係数が減少するのは、ハード磁性相のキュリー温度が上昇することに起因するものと考えられる。

【0045】Irの温度係数($d\text{Ir}/dT$)については、実施例の $\text{Fe}_{88}\text{Nb}_2\text{Pr}_5\text{B}_5$ なる組成の試料が-0.06%/Kであり、比較例のNd-Fe-B系磁石($\text{Fe}_{77}\text{Nd}_{15}\text{B}_8$ なる組成の磁石、 $(\text{Fe}_{88}\text{Co}_{10})_{77}\text{Nd}_{15}\text{B}_8$ なる組成の磁石)の値が-0.11～-0.18%/Kであるのに比べて低くなっていることが認められる。これは、比較例の磁石は、磁化に関与する相がハード磁性相のみであるに対して、実施例の薄帯合金試料は、ハード磁性相と、磁化の温度変化率の小さいソフト磁性相(bcc-Fe相)が混在したナノ複相組織を有しているためと考えられる。また、CoやSiを添加した実施例の薄帯合金試料は、Irの温度係数が-0.02%/Kと大幅に小さい値であることが認められる。更に、図5から、 $\text{Fe}_{88}\text{Co}_{10}\text{Nb}_2\text{Pr}_7\text{B}_5$ なる組成の試料においては、特に $p=10$ 以上の領域での磁化の温度変化が小さく、温度特性が優れていることが分かる。

【0046】図8は、実施例の薄帯合金試料を $p=1.5$ 、 $p=10$ となる形状でそれぞれ使用したときの温度とIrとの関係を、図4～図6に示した減磁曲線より求めたグラフである。また、比較のために従来のSm-C

o磁石とNd-Fe-B系磁石(Nd, Fe, Bなる組成)を $p=1.5$ 、 $p=10$ となる形状でそれぞれ使用したときの温度とIrとの関係を、図8に合わせて示す。図9には、本発明の組成の範囲内にある $\text{Fe}_{88}\text{Nb}_2\text{Pr}_5\text{B}_5$ なる組成の焼結バルク(合金圧密体)試料及び $\text{Fe}_{88}\text{Nb}_2\text{Pr}_5\text{B}_5$ なる組成の薄帯合金試料のバーミアンス係数と温度係数との関係を示す。また、比較のために従来のNd-Fe-B系磁石(Nd, Fe, Bなる組成)のバーミアンス係数と温度係数との関係を図9に合わせて示す。

【0047】表2及び図7～図9から、 $p=1.5$ とバーミアンス係数が低い場合には、Siを添加した実施例である $\text{Fe}_{88}\text{Nb}_2\text{Pr}_5\text{B}_5\text{Si}_2$ なる組成の試料の温度係数が-0.17%/Kであり、Coを添加した実施例である $\text{Fe}_{88}\text{Co}_{10}\text{Nb}_2\text{Pr}_7\text{B}_5$ なる組成と、 $\text{Fe}_{88}\text{Co}_{10}\text{Nb}_2\text{Pr}_7\text{B}_5$ なる組成の試料の温度係数が、それぞれ-0.20%/K、-0.33%/Kであり、また、 $\text{Fe}_{88}\text{Nb}_2\text{Pr}_5\text{B}_5$ なる組成の試料の温度係数が、-0.38%/Kと各実施例とも従来の材料と同等の比較的高い温度係数を有している。 $p=10$ と高いバーミアンス係数で使用したときには、実施例の $\text{Fe}_{88}\text{Nb}_2\text{Pr}_5\text{B}_5$ なる組成の試料は温度係数が-0.12%/Kであり、従来のNd-Fe-B系磁石の温度係数と同じ程度であるが、Siを添加した実施例の $\text{Fe}_{88}\text{Nb}_2\text{Pr}_5\text{B}_5\text{Si}_2$ なる組成の試料は-0.05%/Kであり、Coを添加した実施例の $\text{Fe}_{88}\text{Co}_{10}\text{Nb}_2\text{Pr}_7\text{B}_5$ なる組成の試料は-0.08%/Kとさらに温度による磁気特性の変化が小さいことを示していることが分かる。また、 $p=10$ となる形状で使用したとき、実施例の薄帯合金試料、特に、 $\text{Fe}_{88}\text{Co}_{10}\text{Nb}_2\text{Pr}_7\text{B}_5$ なる組成の試料は、室温～80°C程度の実用温度範囲において温度係数の絶対値が小さく、比較例のSm-Co系磁石と同じ程度の優れた温度特性を有しており、また、

比較例のNd_xFe_{1-x}B系磁石よりも温度特性が優れていることが分る。

【0048】表2及び図7～図9から、実施例の試料は、バーミアンス係数が2以上で使用すれば、室温～80°Cの温度範囲において比較例のNd_xFe_{1-x}B系磁石の温度係数の絶対値と同じ程度であるか、あるいは小さく、特に、バーミアンス係数が10以上で使用したとき、温度係数は0.1%/Kよりも小さな値が得られており、比較例のNd_xFe_{1-x}B系磁石よりも温度係数の絶対値が小さく、温度特性が優れていることが分る。

【0049】(実験例2) Fe_xNb_yPr_zB_wなる組成の急冷後の非晶質合金薄帯をアニール温度750°Cで熱処理して得られた硬磁性材料の磁化の温度変化を調べた。また、Fe_xPr_yB_wなる組成の急冷後の非晶質合金薄帯をアニール温度650°Cで熱処理して得られた硬磁性材料の磁化の温度変化を調べた。その結果を図10に示す。図10は、Fe_xNb_yPr_zB_wなる組成の硬磁性材料とFe_xPr_yB_wなる組成の硬磁性材料の磁化の温度変化を示す図である。図10に示すように、温度の上昇とともに磁化は2ステップで減少している。このことから、硬磁性材料の磁化に関与する相が2相存在していることが認められる。また、315°C付近で磁化の減少の度合いが変化していることから、この付近がFe_xNd_yB相のキュリー温度であり、770°C付近で磁化の減少の度合いが変化していることから、この付近がbcc-Fe相のキュリー温度であることが分る。なお、ここで非晶質相に起因する磁化のステップが見られないのは、磁化が低いことと体積分率が小さいことによるものと考えられる。

【0050】また、図11には、上述のFe_xNb_yPr_zB_wなる組成の硬磁性材料とFe_xPr_yB_wなる組成の硬磁性材料の磁化曲線の第2象限を示す。図11に示すように、磁化曲線は、単一相からなる磁性材料と同様に、ステップの見られない磁化曲線となっており、微細なソフト磁性相とハード磁性相とが磁気的に結合した交換結合磁石であることが分る。

【0051】(実験例3) 実験例1と同様にして、原子組成比が、Fe_xNb_yNd_zB_w、Fe_xCo_yNb_zNd_w、Fe_xCo_yNb_zNd_w、Fe_xNb_yNd_zB_w、Fe_xCo_yNb_zNd_w、Fe_xNb_yNd_zB_wであり、約20μmの厚さの急冷薄帯合金を作製した。次に、得られた急冷薄帯合金をローターミルを用いて大気中で粉碎することで粉末化した。得られた粉末の中で粒径53～105μmのものを選別して後の工程に原料粉末として使用した。約2gの上記原料粉末をWC製のダイスの内部にハンドプレスを用いて充填した後、図3に示すダイ21の内部に装填し、チャンバの内部を3×10⁻⁵torrの雰囲気中で上下のパンチ22、23で加圧するとともに、通電装置から原料粉末にパルス波を通電することにより焼結し、

焼結体を得た。次にこの焼結体を円柱状に複数を切り出し、図1(a)のロータリーエンコーダ11を使用する磁石15、15…を得た。このときのパルス波形は、図3に示すように、12パルス流した後で2パルス休止するものとし、最高4700～4800Aの電流で原料粉末を加熱した。焼結条件は、試料に6.5t/cm²の圧力をかけた状態で室温から焼結温度まで加熱し、約5分間保持することにより行った。焼結時の昇温速度は40°C/分(0.67K/秒)とした。更に、得られた複数の磁石15、15…に着磁処理を行い、図1(b)に示すような、直径0.5mm、長さ1mmの複数の磁石15、15…を作製し、この磁石15、15…を回転ドラム16の円周を覆うように配置してロータ14を作製し、このロータ14を用いて、図1(a)に示すような、ロータリーエンコーダ11を作製した。尚、ここで作製したロータリーエンコーダ11の検出部17にはホール素子を用いた。

【0052】このロータリーエンコーダについて、作動温度を室温(25°C)～125°Cまで上昇させたときの検出部からの出力電圧の変化を図12に示す。また、作動温度の変化量(dT)に対する出力電圧の変化量(dV)の比であるdV/dTを表3に示す。また、表3には、従来のNd_xFe_{1-x}B系磁石、フェライト磁石、SmCo₅磁石を用いて作製したロータリーエンコーダのdV/dTを合わせて示す。

【0053】表3から明らかなように、本発明の原子組成の範囲である硬磁性材料からなる磁石を用いたロータリーエンコーダは、Nd_xFe_{1-x}B系磁石、フェライト磁石を用いたものよりも、dV/dTが小さく、ロータリーエンコーダの出力電圧のドリフトが少ないことがわかる。また、SmCo₅磁石を用いたものと比較すると、dV/dTがほぼ同程度であるが、SmCo₅磁石は希土類元素であるSmの含有量が高いために、磁石の製造コストが高く、ロータリーエンコーダの製造コストを低くすることができない。更に、図12から明らかなように、Coを含有した硬磁性材料からなる磁石を備えたロータリーエンコーダは、Coを含有しないものと比べて出力電圧の値が大きく、ロータリーエンコーダの検出精度を高くすることが可能となる。

【0054】

【表3】

	硬磁性材料の組成	dV/dT
実施例	Fe ₈₈ Nb ₂ Nd ₅ B ₅	-0.090
	Fe ₇₃ Co ₁₅ Nb ₂ Nd ₅ B ₅	-0.066
	Fe ₇₉ Co ₁₀ Nb ₂ Nd ₄ B ₅	-0.091
	Fe ₈₉ Nb ₂ Nd ₅ B ₄	-0.040
	Fe ₇₈ Co ₁₀ Nb ₂ Nd ₅ B ₅	-0.098
	Fe ₈₉ Nb ₂ Nd ₄ B ₅	-0.062
	Fe ₉₀ Nb ₂ Nd ₅ B ₃	-0.051
比較例	Fe ₁₄ Nb ₂ B磁石	-0.11
	フェライト磁石	-0.18
	SmCo ₅ 磁石	-0.040

【0055】尚、本発明の技術範囲は上述の実施の形態に限定されるものではなく、本発明の趣旨を逸脱しない範囲において、種々の変更を加えることが可能である。例えば、実施の形態においては、本発明の角度センサを、ロータリーエンコーダに応用した例について説明したがこれに限らず、自動車のアンチブロックシステム用のセンサや、その他の回転量を計測するセンサに用いることができる。

【0056】

【発明の効果】以上、詳細に説明したように、本発明の角度センサは、Fe、Co、Niのうち1種以上の元素Tと、希土類元素のうちの1種以上からなる元素Rと、Bとを含む合金からなり、バーミアンス係数が2以上となる形状で使用したときの磁化の温度係数の絶対値が、室温～80°Cの温度範囲で0.1%/K以下の硬磁性材料からなる磁石を備えており、この硬磁性材料は、従来のフェライトやNd-Fe-B系磁石より温度特性が同等かまたは優れているので、角度センサに利用した場合に温度変化に起因する出力のドリフトを防止することができる。また、磁石の形状を薄くすることができる。また、角度センサの形状を小型にすることができる。また、本発明に係る硬磁性材料は、飽和磁化(I_s)に対する残留磁化(I_r)の割合(I_r/I_s)が0.6以上であり、最大磁気エネルギー((BH)_{max})を大きくすることができるので、角度センサの検出精度を大幅に向上させることができる。

【0057】本発明の角度センサは、残留磁化(I_r)が90emu/g以上であり、かつ保磁力が2kOe以上である硬磁性材料を備えているので、角度センサの検出精度を大幅に向上させることができる。

【0058】また、本発明に係る硬磁性材料は、平均結晶粒径100nm以下の微細結晶質相を主体として含んでおり、この微細結晶質相には、平均結晶粒径100n

(10) 18

m以下のbcc-F_e相と、平均結晶粒径100nm以下のR₂F_e₁B相が析出しているので、ソフト磁性相(bcc(体心立方構造)-F_e)とハード磁性相(R₂F_e₁,B)の交換結合特性が向上しており、残留磁化(I_r)、角型比(R_s)、保磁力(iH_c)、最大磁気エネルギー積((BH)_{max})が増加し、優れた硬磁性特性が得られるので、角度センサの検出精度を向上させることができる。

【0059】さらに、本発明の角度センサに用いる硬磁性材料は、希土類元素Rの含有量を少なくしても優れた硬磁性特性が得られるので、Sm-Co系磁石やNd-F_e-B系磁石を用いた角度センサよりも製造コストを低くすることができる。さらに、上述の角度センサに用いる硬磁性材料は、合金浴湯を急冷して得られた非晶質相を主相とする合金の粉末を、熱処理することにより、結晶化と同時に固化成形された圧密体であるので、自由な形状の磁石を容易に製造することができる。また、熱処理する際の条件を、昇温速度を10°C/分以上、熱処理温度を600～800°C、保持時間を1～60分とすることにより、硬磁性特性に優れた硬磁性材料を得ることができ、角度センサの検出精度を向上させることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の実施の形態であるロータリーエンコーダを示す図であって、(a)はロータリーエンコーダの要部を示す斜視図であり、(b)はロータリーエンコーダのロータを示す斜視図である。

【図2】 本発明の実施の形態である放電プラズマ焼結装置の一例の要部構造を示す断面図である。

【図3】 図2に示す放電プラズマ焼結装置で原料粉末に印加するパルス電流波形の一例を示す図である。

【図4】 Fe_xCo_yNb_zPr_wB_vなる組成の薄帯合金試料の302.5K～489Kにおける減磁曲線(第2象限)を示すグラフである。

【図5】 Fe_xCo_yNb_zPr_wB_vなる組成の薄帯合金試料の308K～471Kにおける減磁曲線(第2象限)を示すグラフである。

【図6】 Fe_xNb_zPr_wB_vSi_wなる組成の薄帯合金試料の301.5K～477Kにおける減磁曲線(第2象限)を示すグラフである。

【図7】 実施例の薄帯合金試料ならびに比較例の磁石の磁気特性と温度との関係を示す図である。

【図8】 実施例の薄帯合金試料ならびに比較例の磁石をそれぞれp=1.5, p=10となる形状で使用したときI_rの温度変化を示す図である。

【図9】 本発明の組成の範囲内にある焼結バルク(合金圧密体)、本発明の組成の範囲内にある薄帯合金ならびに従来のNd-Fe-B系磁石のバーミアンス係数と温度係数との関係を示す図である。

【図10】 Fe_xNb_zPr_wB_vなる組成の硬磁性材

料と $Fe_{10}Co_{10}Nb_2Pr_7B_6$ なる組成の硬磁性材料の磁化の温度変化を示すグラフである。

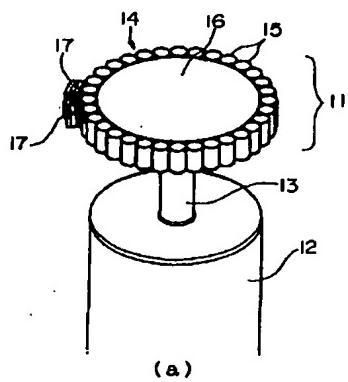
【図11】 $Fe_{10}Co_{10}Nb_2Pr_7B_6$ なる組成の硬磁性材料と $Fe_{10}Co_{10}Nb_2Pr_7B_6$ なる組成の硬磁性材料の磁化曲線の第2象限示すグラフである。

【図12】 本発明の実施の形態であるロータリーエンコーダの作動温度と出力電圧との関係を示すグラフである。

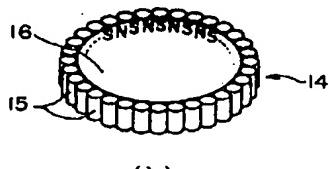
* 【符号の説明】

- 11 ロータリーエンコーダ
- 12 モータ
- 13 回転軸
- 14 ロータ
- 15 磁石
- 16 回転ドラム
- * 17 検出部

【図1】

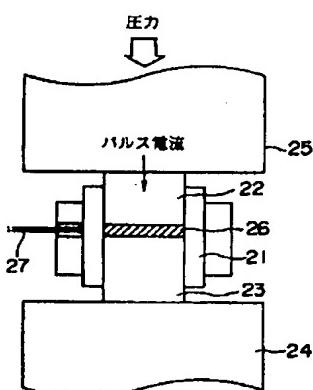


(a)

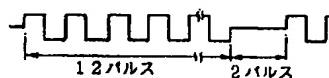


(b)

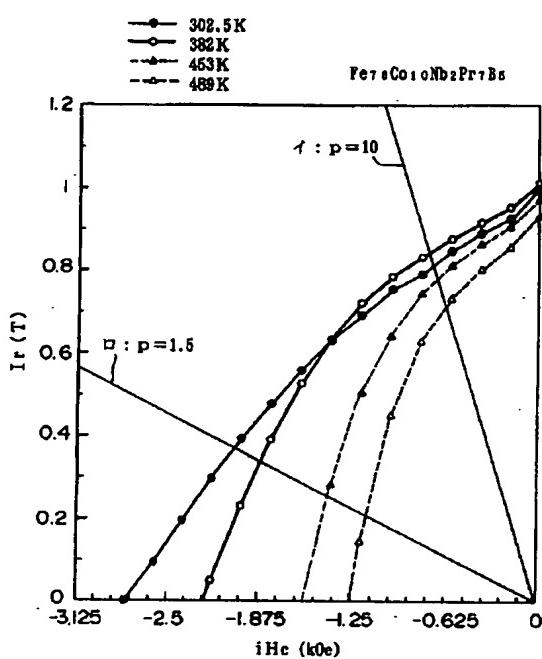
【図2】



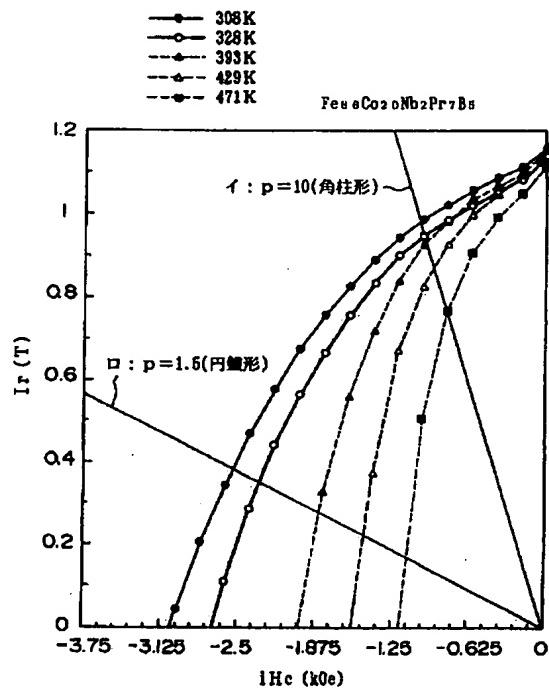
【図3】



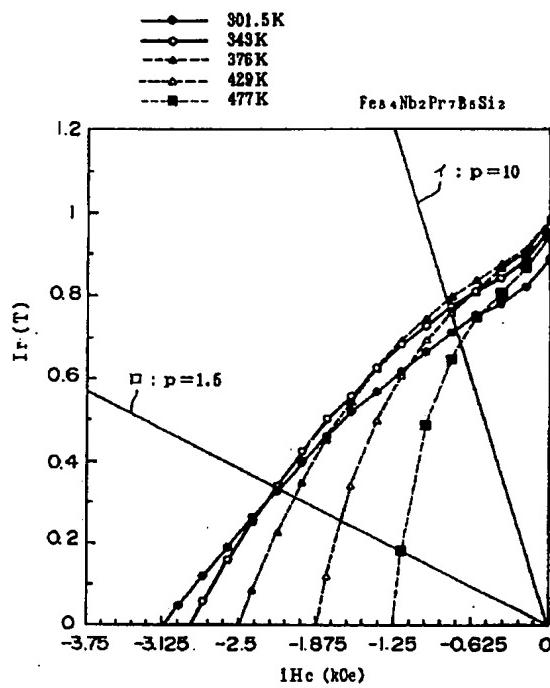
【図4】



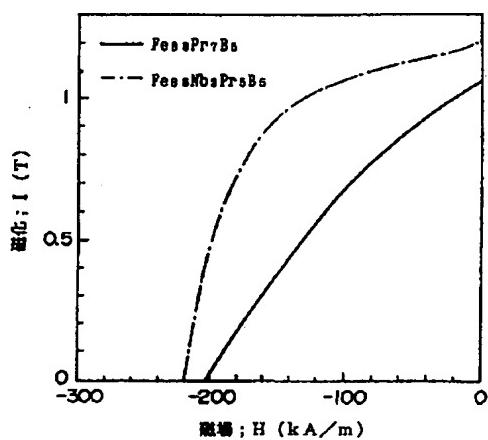
【図5】



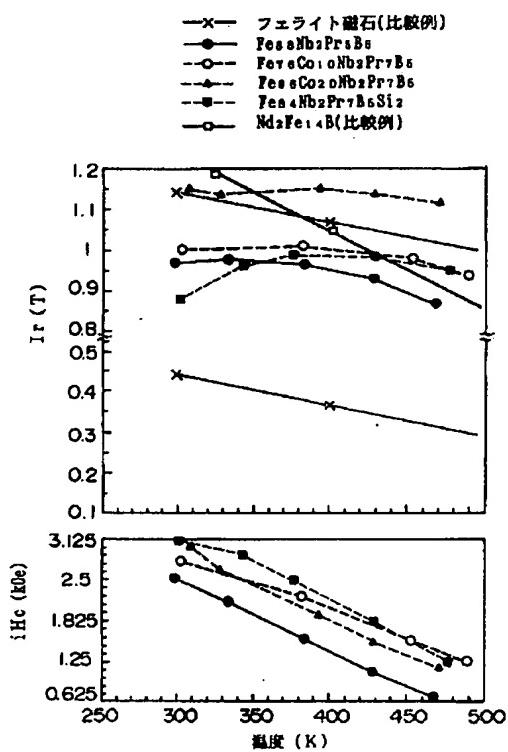
【図6】



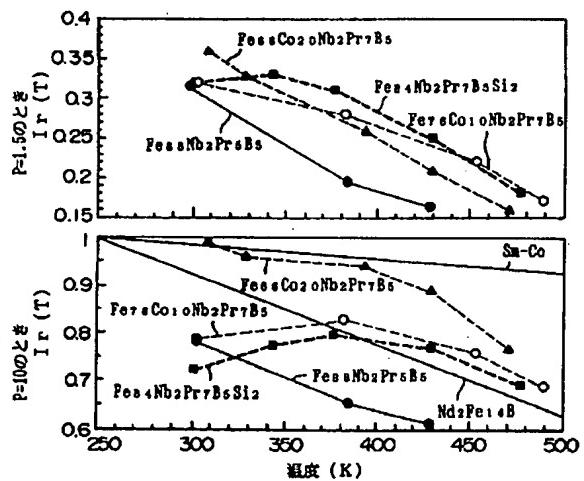
【図11】



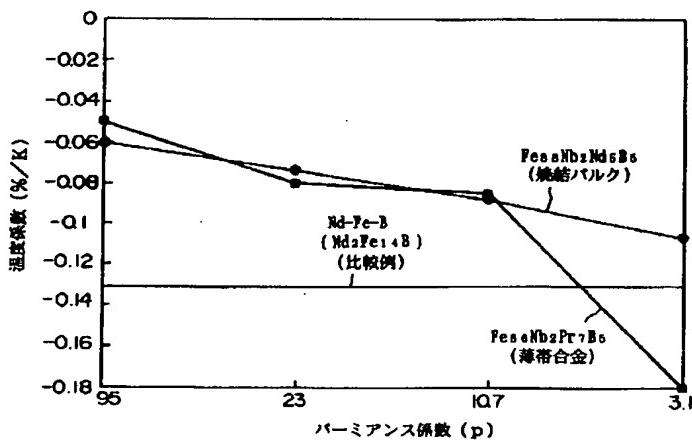
【図7】



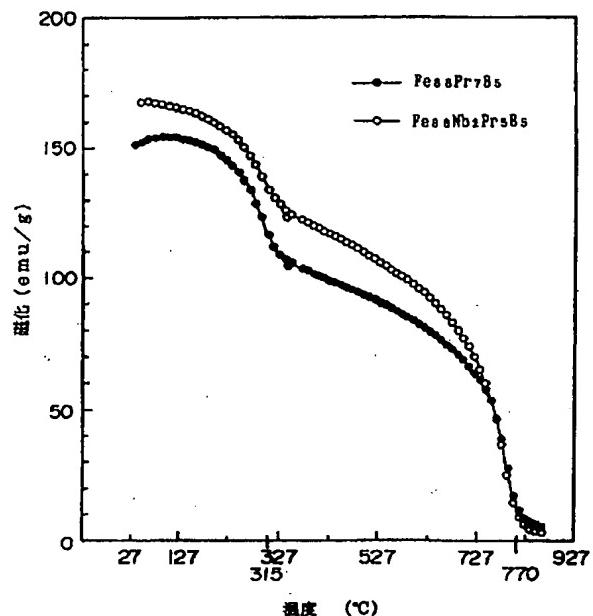
【図8】



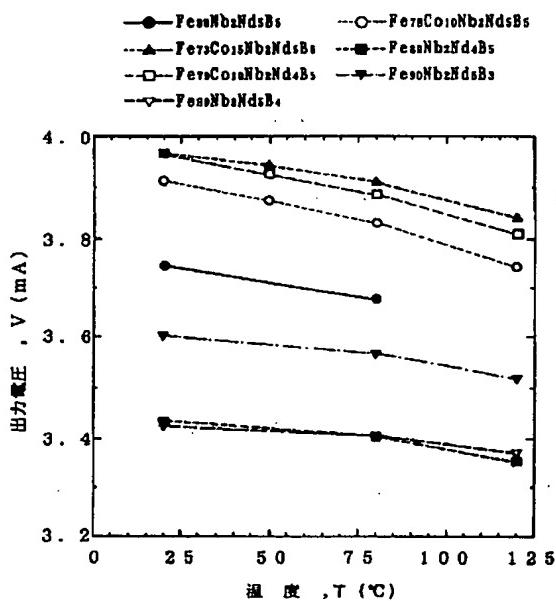
【図9】



【図10】



【図12】



フロントページの続き

(72)発明者 牧野 彰宏
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルブ
ス電気株式会社内

(72)発明者 畑内 隆史
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルブ
ス電気株式会社内

(72)発明者 山本 豊
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルブ
ス電気株式会社内

(72)発明者 徳永 一郎
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルブ
ス電気株式会社内

(72)発明者 井上 光正
東京都大田区雪谷大塚町1番7号 アルブ
ス電気株式会社内

(72)発明者 井上 明久
宮城県仙台市青葉区川内元支倉35番地 川
内住宅11-806